

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11043740  
PUBLICATION DATE : 16-02-99

APPLICATION DATE : 28-05-98  
APPLICATION NUMBER : 10146782

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : OBARA TAKASHI;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/38

TITLE : HIGH STRENGTH AND HIGH WORKABILITY HOT ROLLED STEEL SHEET  
EXCELLENT IN IMPACT RESISTANCE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a hot rolled steel sheet combining excellent formability with impact resistance by allowing the steel sheet to have a compsn. contg. specified ratios of C, Si, Mn and Cr, and the balance substantial Fe and a structure composed of the main phases of pro-eutectoid ferrite and secondary phases of martensite, acicular ferrite and residual austenite.

SOLUTION: The componental compsn. of the steel sheet is composed of, by mass, 0.05 to 0.40% C, 1.0 to 3.0% Si, 0.6 to 3.0% Mn, 0.2 to 2.0% Cr, and the balance substantial Fe. In the production of the steel sheet, it is subjected to hot finish rolling at about 780 to 980°C, is thereafter cooled to the vicinity of the nose of the pro-eutectoid ferrite region of 620 to 780°C and is subsequently held at this temp. region for about 1 to 10 sec to precipitate pro-eutectoid ferrite as the main phases. Then, it is cooled to the acicular ferrite region of 350 to 500°C, is held at this region for about 2 to 60 min and is thereafter cooled to a room temp. at  $\geq 50^{\circ}\text{C}/\text{h}$  to form secondary phases composed of acicular ferrite, martensite and residual austenite.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-43740

(43)公開日 平成11年(1999)2月16日

(51) Int.Cl.<sup>6</sup>  
C 22 C 38/00  
38/38

識別記号  
301

F I  
C 22 C 38/00  
38/38

301 W

審査請求 未請求 請求項の数 3 ○ L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平10-146782  
(22)出願日 平成10年(1998)5月28日  
(31)優先権主張番号 特願平9-139794  
(32)優先日 平9(1997)5月29日  
(33)優先権主張国 日本 (J P)

(71)出願人 000001258  
川崎製鉄株式会社  
兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号  
(72)発明者 古君 修  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内  
(72)発明者 森田 正彦  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内  
(74)代理人 弁理士 杉村 晓秀 (外8名)

最終頁に続く

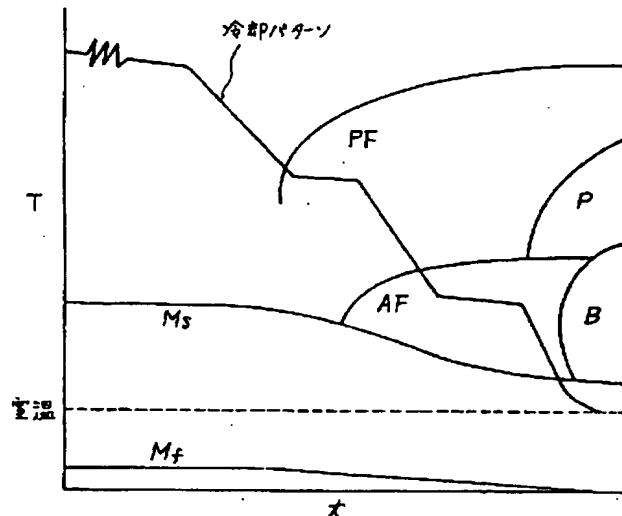
(54)【発明の名称】耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板

(57)【要約】

【課題】十分な成形性と厳しい安全基準の両者を満足する、耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板を提供する。

【解決手段】

C : 0.05~0.40mass%、 Si : 1.0 ~3.0 mass%、  
Mn : 0.6 ~3.0 mass%、 Cr : 0.2 ~2.0 mass%  
を含有し、残部は実質的にFeの組成とし、かつ主相が初析フェライトで、第2相がマルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトからなる鋼組織とする。



PF : ホリコイルフェライト

P : パーライト

AF : 針状フェライト

B : バイナイト

Ms : マルテンサイト変態開始点

Mf : マルテンサイト変態終了点

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】

C : 0.05~0.40 mass%、 Si : 1.0 ~3.0 mass%、  
 Mn : 0.6 ~3.0 mass%、 Cr : 0.2 ~2.0 mass%。  
 を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、初析フェラ  
 イトを主相として、マルテンサイト、針状フェライトお  
 よび残留オーステナイトからなる第2相を有することを  
 特徴とする耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼  
 板。

【請求項2】 請求項1において、鋼組成が、さらに  
 P : 0.01~0.2 mass%、 Al : 0.01~0.3 mass%  
 のうちから選んだ少なくとも一種を含有する組成になる  
 ことを特徴とする耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱  
 延鋼板。

【請求項3】 請求項1または2において、鋼組成が、  
 さらに

Ti : 0.005 ~0.25 mass%、 Nb : 0.003 ~0.1 mass%  
 のうちから選んだ少なくとも一種を含有する組成になる  
 ことを特徴とする耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱  
 延鋼板。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、自動車用鋼板と  
 しての用途に用いて好適な耐衝撃特性に優れた高強度高  
 加工性熱延鋼板に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】自動車の軽量化が指向される中、成形性  
 に優れる高強度薄鋼板に対する要求が殊の外強くなっ  
 ている。また、最近では、自動車の安全性も重視され、そ  
 のためには衝突時における安全性の目安となる耐衝撃特  
 性の向上も要求されている。さらに、経済性に対する配  
 慮も必要とされ、かかる経済性を考慮した場合には、冷  
 鋼板に比べると熱延鋼板の方が有利である。

【0003】上記の現状を背景として、これまでにも種  
 々の高強度熱延鋼板が開発されている。例えば、特公平  
 6-41617号、特公平5-65566号および特公平5-67682号  
 各公報には、高加工性高強度熱延鋼板として、フェラ  
 イト、ベイナイトおよび5%以上の残留オーステナイトを  
 含むいわゆる Transformation Induced Plasticity鋼  
 (以下、TRIP鋼という) の製造方法が開示されてい  
 る。しかしながら、このTRIP鋼は、伸びが高く、成  
 形性は良好ではある ( $TS \times EI \geq 24000 \text{ MPa} \cdot \%$ ) もの  
 の、現在の厳しい耐衝撃特性を満足するまでにはいかない  
 ところに問題を残していた。また、プレス成形時にお  
 ける加工硬化量 (WH) およびその後の塗装焼付時にお  
 ける焼付硬化量 (BH) が、70 MPa程度と低いという問  
 題もあった。この加工・焼付硬化量 (WH + BH) が低  
 いと、加工・塗装焼付後における強度保証の面での不  
 利が大きい。

【0004】一方、耐衝撃特性に優れた高強度熱延鋼板

としては、特開平9-111396号公報に開示されているよ  
 うに、フェライトとマルテンサイトの2相組織になるい  
 わゆるDual Phase鋼(以下DP鋼という)が開発されて  
 いる。しかしながら、このDP鋼は、耐衝撃特性には優  
 れるもの、伸びが十分とはいせず、成形性の点に問題  
 を残していた。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】上述したとおり、現在  
 までのところ、十分な成形性と厳しい安全性の両者を満  
 足する熱延鋼板は見当たらず、その開発が望まれてい  
 た。この発明は、上記の要望に有利に応えるもので、優  
 れた成形性と耐衝撃特性を兼ね備えた、具体的には、強  
 度・伸びバランス ( $TS \times EI$ ) が 24000 MPa · %以上かつ  
 動的n値が0.35以上で、しかも加工・焼付硬化量 (WH  
 + BH) が 100 MPa以上と高い、耐衝撃特性に優れた高  
 強度高加工性熱延鋼板を提案することを目的とする。

【0006】ここに、動的n値とは、発明者らが耐衝撃  
 特性の指標として新たに見出したもので、この動的n値  
 を用いることによって、耐衝撃特性を従来よりも一層的  
 確に評価することができる。すなわち、従来、耐衝突安  
 全性については、強度との関連で考察され、単に強度が  
 大きければ耐衝突安全性も高いとされてきたが、強度と  
 耐衝突安全性とは必ずしも一義的な関係にあるわけでは  
 ないことが判明した。そこで、この点につき、鋭意研究  
 を重ねた結果、耐衝突安全性を向上させる、つまり高速  
 での変形時(自動車の衝突時にはひずみ速度

## 【外1】

$$(\varepsilon)$$

が  $2 \times 10^3 / \text{s}$  まで増加) におけるエネルギーを、鋼板で  
 より多く吸収するためには、鋼板を

## 【外2】

$$\varepsilon = 2 \times 10^3 / \text{s}$$

の条件で引張変形させた時のn値(以下、動的n値とい  
 う)を高くすることが有効であることが解明されたので  
 ある。ここでは、伸び10%における瞬間n値を動的n値  
 とする。なお、この動的n値を高くすることは、高速変  
 形時における強度向上にも有効であることが併せて見出  
 された。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】以下、この発明の解説  
 緯について説明する。さて、発明者らは、上記の目的を  
 達成すべく、まず従来鋼であるTRIP鋼について、そ  
 の組織と特性との関係について調査した。その結果、TRIP  
 鋼においては、成形性の向上に有利な残留オース  
 テナイトを十分な量得るために、ベイナイト相を生成  
 させることができるとされてきたが、このベイナイト相  
 が耐衝撃特性を劣化させる原因になっていることが判明  
 した。

【0008】そこで、発明者らは、かようなベイナイト相とくに炭化物の生成を抑制したところ、すなわち、主軸である初析フェライト以外の第2相を、従来のベイナイト+残留オーステナイトから、針状フェライト+マルテンサイト+残留オーステナイトの混合組織に変更したところ、所期した目的の達成に関し、望外の成果が得られたのである。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0009】すなわち、この発明は、

Si : 0.05 ~ 0.40 mass%,  
Mn : 0.6 ~ 3.0 mass%, Cr : 0.2 ~ 2.0 mass%  
を含有し、後部は実質的にFeの組成になり、初析フェライトを第2相として、マルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトからなる第2相を有することを特徴とする耐衝撃特性に優れた高強度高加工性熱延鋼板である。

【0010】この発明では、鋼の成分組成につき、上記した基本組成の他、オーステナイト生成元素としてTi : 0.01 ~ 0.2 mass%, Al : 0.01 ~ 0.3 mass%  
のうちから選んだ少なくとも一種を、またさらには強度改善成分として

Ti : 0.015 ~ 0.25 mass%, Nb : 0.003 ~ 0.1 mass%  
のうちから選んだ少なくとも一種を含有させることもできる。

【0011】また、この発明においては、鋼組織中に占める第2相の比率を3~40%とすることが好ましく、さらに第2相における各相の比率については、マルテンサイト : 10~80%、残留オーステナイト : 8~30%、針状フェライト : 5~60%とすることが好ましい。

【0012】

【発明の実施の形態】以下、この発明を具体的に説明する。図1に、従来のTRIP鋼の代表的な連続冷却変態曲線図(CCT図)を示す。同図に示したとおり、従来のTRIP鋼は、熱間圧延後、初析フェライト域に若干保持して初析フェライト(ボリゴナルフェライトともいう)を析出させ、同時に未変態オーステナイト相への固溶炭素の濃縮を促進して、オーステナイトの安定度を増したのち、ベイナイト域に導き、この領域を徐冷することによって、ベイナイト変態を生じさせつつ、所定量のオーステナイトを残留させていた。しかしながら、このようにして製造されたTRIP鋼は、強度および加工性の面では優れるものの、十分な耐衝撃特性が得られないことは前述したとおりである。

【0013】そこで、発明者らは、ベイナイト変態を回避すべく数多くの実験と検討を重ねた結果、(1) 鋼成分としてCrを少量含有させると、上記CCT図におけるベイナイト変態域のノーズが後退して、ベイナイトの析出(特に炭化物の析出)が抑制され、代わりに針状フェライト(アシキュラーフェライトともいう)が析出する、(2) かようにして形成された、針状フェライト、残留オ

ーステナイトおよびマルテンサイトからなる第2相は、成形性を阻害することなしに、耐衝撃特性を格段に向上させることを究明したのである。

【0014】図3に、この発明の成分系における代表的 CCT図を示す。同図に示したとおり、Crを少量添加することによってベイナイト変態域のノーズが後退し、代わりに針状フェライト域が顕著に出現するので、この針状フェライト域に短時間保持し、好ましくはその後に急冷することによって、第2相を針状フェライト、残留オーステナイトおよびマルテンサイトからなる混合組織とすることができ、かくして優れた成形性と耐衝撃特性とを兼ね備えた熱延鋼板を得ることができたのである。

【0015】ここに、針状フェライトとは、結晶粒の長径が概ね10μm以下、アスペクト比が1:1.5以上、そしてセメントタイト析出量が5%以下のものをいう。なお、従来のTRIP鋼のベイナイト中には、セメントタイトの析出が多く認められる(10%以上)ので、この発明の針状フェライトとTRIP鋼のベイナイトとは明確に区別されるものである。

【0016】図3(a)に、この発明に従い得られる第2相の特徴的な相構成を、また図3(b)には、従来のTRIP鋼の第2相の相構成を、それぞれ模式で示す。従来のTRIP鋼の第2相は、ベイナイト中に残留オーステナイトが点在する相構成になっているのに対し、この発明の第2相は、針状フェライトとマルテンサイトが層状にならび、その界面(マルテンサイト側)に残留オーステナイトが点在する形態になっている。このように、第2相中に針状フェライトを析出させたことが、この発明の特徴の一つであり、この針状フェライト相がTS/EIを増加させると共に、動的n値を向上させるものと考えられる。なお、発明者らの知見によれば、針状フェライトとマルテンサイトの界面面積率が大きくなるほど、動的n値は大きくなる傾向にあることが確認されている。

【0017】この発明において、上記した第2相の鋼組織中に占める比率は3~40%とすることが好ましい。というのは、相比率が3%に満たないと十分な耐衝撃特性が得られず、一方40%を超えると伸びひいては強度-伸びバランスが低下するからである。より好ましい比率は10~30%である。なお、この発明において、相比率は、鋼試料を研磨後、2%硝酸+エチルアルコール溶液でエッティングし、顕微鏡写真を画像解析することにより算出した。

【0018】また、第2相における各相の比率については、マルテンサイト : 10~80%(好ましくは30~60%)、残留オーステナイト : 8~30%(好ましくは10~20%)、針状フェライト : 5~60%(好ましくは20~50%)とすることが望ましい。というのは、マルテンサイトの比率が10%に満たないと十分な耐衝撃特性が得られず、一方80%を超えると伸びひいては強度-伸びバランスが低下するからである。また、残留オーステナイトの

比率が8%に満たないと十分な伸びが得られず、一方30%を超えると耐衝撃特性が低下するからである。さらに、針状フェライトの比率が5%に満たないとやはり良好な耐衝撃特性が得られず、一方60%を超えると伸びが低下するからである。

【0019】なお、鋼組織全体に占める各相の比率としては、マルテンサイトおよび針状フェライトはそれぞれ5~15%、残留オーステナイトは2~10%程度とするのが好適である。また、この発明において、鋼組織は全て、主相である初析フェライトと、第2相であるマルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトの混合相からなっているとは限らず、ベイナイト相などが若干析出する場合もあるが、かような第3相が混入しても、その比率が第2相全体の10%以下であれば特性上何ら問題はない。

【0020】次に、この発明において、鋼板の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.05~0.40mass%

Cは、鋼の強化に有効に寄与するだけでなく、残留オーステナイトを得る上でも有用な元素である。しかしながら、含有量が0.05mass%未満では、その効果に乏しく、一方0.40mass%を超えると延性を低下させるので、C量は0.05~0.40mass%の範囲に限定した。

【0021】Si : 1.0 ~3.0 mass%

Siは、残留オーステナイトの生成に不可欠な元素であり、そのためには少なくとも1.0mass%の添加を必要とするが、3.0mass%を超える添加は、延性の低下を招くだけでなく、スケール性状を低下させ表面品質上も問題となるので、Si含有量は1.0~3.0 mass%の範囲に限定した。

【0022】Mn : 0.6 ~3.0 mass%

Mnは、鋼の強化元素として有用なだけでなく、残留オーステナイトを得る上でも有用な元素である。しかしながら、含有量が0.6mass%未満ではその効果に乏しく、一方3.0mass%を超えると延性の低下を招くので、Mn量は0.6~3.0 mass%の範囲に限定した。

【0023】Cr : 0.2 ~2.0 mass%

このCr添加は、この発明の特徴の一つである。Crを添加することにより、前述したように、第2相が針状フェライト化する。そのためには、0.2 mass%以上の添加が必要であるが、2.0mass%を超えて添加すると粗大なCr炭化物が生成して延性が阻害され、強度-伸びバランスおよび動的n値とも劣化するので、Cr量は0.2~2.0 mass%の範囲に限定した。好ましくは0.3~1.8 mass%である。

【0024】図4および図5に、Cr量と強度-伸びバランスおよび動的n値との関係について調べた結果をそれぞれ示す。図4、5より明らかのように、Cr含有量が0.2mass%以上、2.0mass%以下の範囲で、TS×E1≥2400 (MPa·%)、動的n値≥0.35の優れた加工性および耐

衝撃特性が得られている。

【0025】以上、基本成分について説明したが、この発明では、オーステナイト生成元素としてPやAl、また強度改善元素としてTiやNbを、以下の範囲で適宜含有させることができる。

P : 0.01~0.2 mass%

Pは、残留オーステナイト生成元素として有用であるが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.2mass%を超えると耐二次加工性が劣化するので、添加する場合には0.01~0.2 mass%の範囲とすることが望ましい。

【0026】Al : 0.01~0.3 mass%

Alも、Pと同様、残留オーステナイト生成元素として有用なものであるが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.3mass%を超えると延性の低下を招くので、添加する場合には0.01~0.3 mass%の範囲とすることが望ましい。

【0027】

Ti : 0.005~0.25mass%、Nb : 0.003~0.1 mass%

TiおよびNbはいずれも、主相であるフェライトを細粒化させることによって、強度の向上に有効に寄与するので、必要に応じて添加することができる。特にTiを含有させると、針状フェライトのノーズが短時間側に移行し、コイルミドル部と比較して冷却速度が速くなるコイル端部においても十分針状フェライトが析出するので、歩留りが向上する効果もある。しかしながら、含有量があまりに少ないとその添加効果に乏しく、一方過度の添加は延性の低下を招くので、それぞれ上記の範囲で含有させることが好ましい。

【0028】次に、この発明鋼の製造方法について説明すると、この発明鋼は、要するに、第2相としてマルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトからなる混合組織を形成させれば良いのであるから、前掲図2に示した冷却曲線に沿って、冷却させれば良い。すなわち、780~980 °C程度で熱間仕上げ圧延後、620~780 °Cの初析フェライト域のノーズ近傍まで冷却したのち、この温度域に1~10秒程度保持（または緩冷卻）することにより、主相である初析フェライトを析出させ、ついで350~500 °Cの針状フェライト域まで冷却し、この領域に2~60分程度保持（または緩冷卻）後、50°C/h以上の速度で室温まで冷却することにより、針状フェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトからなる第2相を形成させるのである。

【0029】

【実施例】表1に示す種々の成分組成になる鋼スラブを、1200°Cに加熱後、粗圧延し、ついで仕上げ温度：860 °Cで熱間仕上げ圧延を終了したのち、60°C/sの速度で700°Cまで冷却し、この温度に10秒保持してから、同じく60°C/sの速度で450°Cまで冷却したのち、コイルに巻取り、巻取り後15分間保持してから、100°C/hの速度で

室温まで冷却した。得られた熱延板から、引張試験片を切り出し、それらの試験片について、ひずみ速度： $2 \times 10^{-2}/\text{s}$ の条件で引張試験を実施し、降伏強さ(YS)、引張強さ(TS)および伸び(E1)を求めた。また、ホフキンソンプレッシャーバー試験材（材料とプロセス vol.9 (1996)P.1108～1111）を用いて、ひずみ速度： $2 \times 10^3/\text{s}$ の条件で引張試験を実施し、伸びが10%の時の瞬間n値（動的n値）を求めた。さらに、プレス成形時における

加工硬化量(WH)およびその後の塗装焼付時(170°C)における焼付硬化量(BH)についても測定した。なお、WH、BHは、ひずみ速度： $2 \times 10^{-2}/\text{s}$ の引張試験機を用い、図6により求めた。得られた結果を整理して表2に示す。

【0030】

【表1】

	C	Si	Mn	Cr	P	Al	Nb	Ti	備考
A	0.14	1.47	1.2	0.35	0.002	0.008	—	—	適合例
B	0.16	1.54	1.3	0.87	0.009	0.01	—	—	"
C	0.16	2.71	0.8	0.39	0.001	0.02	—	—	"
D	0.14	1.48	1.3	1.83	0.009	0.03	—	—	"
E	0.22	1.09	2.8	1.41	0.010	0.04	—	—	"
F	0.19	1.47	0.8	0.53	0.181	0.02	—	—	"
G	0.09	2.06	0.7	0.58	0.013	0.24	—	—	"
H	0.21	1.72	0.7	0.48	0.013	0.04	0.008	—	"
I	0.18	1.61	0.9	0.42	0.017	0.06	0.032	—	"
J	0.13	1.66	0.7	0.29	0.011	0.03	0.087	—	"
K	0.24	1.89	0.8	0.28	0.015	0.03	—	0.008	"
L	0.11	1.71	1.2	0.50	0.020	0.02	—	0.17	"
M	0.09	1.59	0.7	0.39	0.019	0.08	—	0.23	"
N	0.07	1.50	0.9	0.27	0.022	0.09	0.081	0.024	"
O	0.04	2.04	1.1	0.41	0.010	0.04	—	—	比較例
P	0.46	1.82	1.2	0.49	0.019	0.02	—	—	"
Q	0.12	0.92	1.0	0.44	0.011	0.03	—	—	"
R	0.18	3.19	1.1	0.42	0.011	0.03	—	—	"
S	0.16	1.93	0.5	0.51	0.021	0.06	—	—	"
T	0.15	1.87	3.2	0.71	0.018	0.02	—	—	"
U	0.19	1.90	1.3	0	0.016	0.08	—	—	"
V	0.16	1.64	1.1	2.73	0.013	0.02	—	—	"
W	0.17	2.00	0.9	0.53	0.214	0.04	—	—	"
X	0.18	1.87	0.9	0.41	0.022	0.32	—	—	"
Y	0.20	1.91	1.1	0.42	0.031	0.03	0.131	—	"
Z	0.19	1.87	1.3	0.50	0.012	0.04	—	0.273	"
V'	0.11	1.58	1.2	0.16	0.013	0.03	—	—	"

【0031】

【表2】

鋼種	鋼組織	第2相の比率(%)	第2相内分率(%)			YS (MPa)	TS (MPa)	E I (%)	TS × E I (MPa × %)	動的n値	WH+BH (MPa)	備考
			M	AF	γ							
A	PF+M+AF+γ	17	40	45	15	503	660	38	25080	0.39	110	適合例
B	"	18	30	41	29	510	680	37	25160	0.43	120	"
C	"	23	38	36	26	478	655	38	24890	0.39	110	"
D	"	24	53	33	14	561	702	37	25974	0.42	130	"
E	"	30	64	22	14	586	752	32	24064	0.37	115	"
F	"	21	71	20	9	518	656	37	24272	0.39	120	"
G	"	25	48	34	18	478	664	37	24568	0.40	120	"
H	"	27	49	40	11	520	643	39	25077	0.38	118	"
I	"	21	61	29	10	484	654	39	25506	0.39	115	"
J	"	20	58	26	16	524	647	38	24586	0.40	122	"
K	"	19	46	44	10	508	668	38	25384	0.37	107	"
L	"	16	31	38	31	501	651	37	24087	0.41	125	"
M	"	27	26	29	45	560	683	38	25954	0.41	131	"
N	"	30	58	24	18	585	731	35	25585	0.38	122	"
O	PF+M	11	100	0	0	463	658	30	19740	0.45	91	比較例
P	PF+B+γ	11	0	72	12	545	673	37	24901	0.32	81	"
Q	"	12	0	51	18	532	682	37	25234	0.32	75	"
R	PF+M+B+γ	38	5	33	16	550	719	35	25165	0.33	93	"
S	PF+B	45	0	0	7	548	700	30	21000	0.31	71	"
T	PF+M	20	98	0	0	484	746	31	23126	0.43	83	"
U	PF+B+γ	27	0	56	12	501	656	37	24272	0.30	69	"
V	PF+M+AF+γ	23	10	85	5	547	684	32	21888	0.39	98	"
W	PF+M+B+γ	21	10	17	7	535	646	36	23256	0.40	68	"
X	"	19	5	36	9	521	632	36	22752	0.33	77	"
Y	"	26	8	41	12	544	664	36	23904	0.36	83	"
Z	"	24	7	29	16	545	666	37	24642	0.37	83	"
V'	PF+M+B+γ	20	4	22	9	528	648	37	23976	0.34	72	"

PF: 初析フェライト M: マルテンサイト AF: 針状フェライト

B: ベイナイト γ: 残留オーステナイト

【0032】表2に示したとおり、この発明に従い、第2相として、マルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトの混合組織を形成させたものはいずれも、TS × EI ≈ 24000 MPa × % の優れた強度－伸びバランス、動的n値 ≈ 0.35 の優れた耐衝撃特性およびWH + BH ≈ 100 MPa の優れた加工・焼付硬化性が得られている。

### 【0033】

【発明の効果】かくして、この発明に従い、主相を初析フェライトとし、かつ第2相をマルテンサイト、針状フェライトおよび残留オーステナイトの混合組織とすることにより、優れた成形性と耐衝撃特性とを兼ね備えた熱延鋼板を得ることができる。

### 【図面の簡単な説明】

【図1】従来のTRIP鋼の代表的な連続冷却変態曲線(CCT図)である。

【図2】この発明の成分系における代表的連続冷却変態曲線(CCT図)である。

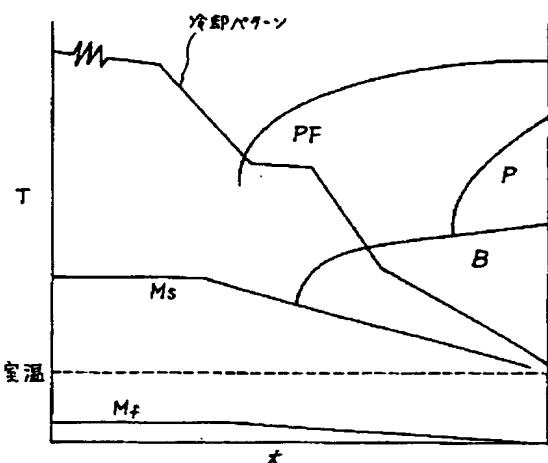
【図3】(a) この発明に従い得られる第2相の特徴的な相構成および(b) 従来のTRIP鋼の第2相の相構成を示す模式図である。

【図4】Cr量と強度－伸びバランスとの関係を示すグラフである。

【図5】Cr量と動的n値との関係を示すグラフである。

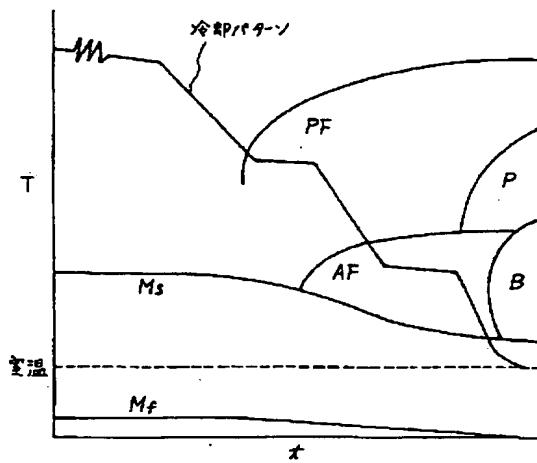
【図6】加工硬化量(WH)および焼付硬化量(BH)の説明図である。

【図1】



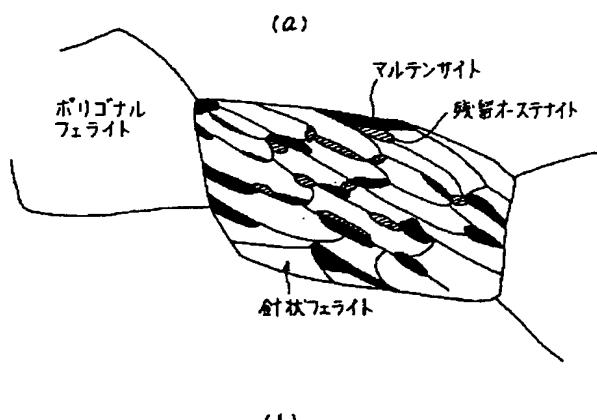
PF : ポリゴナルフェライト  
 P : パーライト  
 B : バイナイト  
 Ms : マルテンサイト変態開始点  
 M<sub>f</sub> : マルテンサイト変態終了点

【図2】

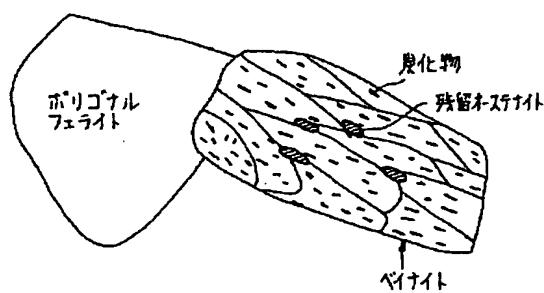


PF : ポリゴナルフェライト  
 P : パーライト  
 AF : 鈍状フェライト  
 B : バイナイト  
 Ms : マルテンサイト変態開始点  
 M<sub>f</sub> : マルテンサイト変態終了点

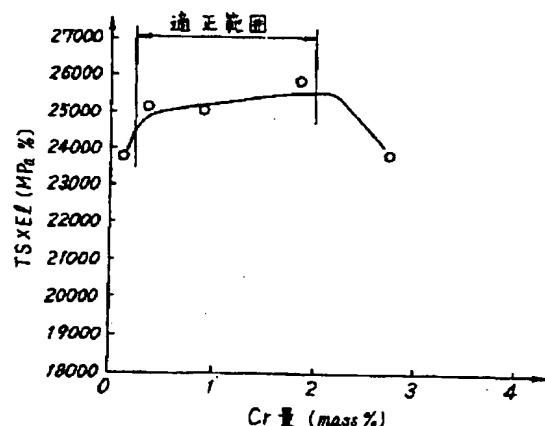
【図3】



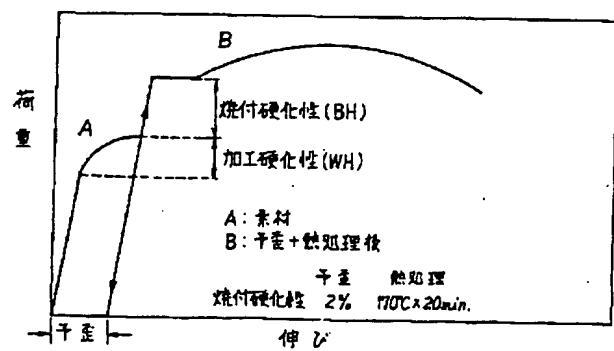
(b)



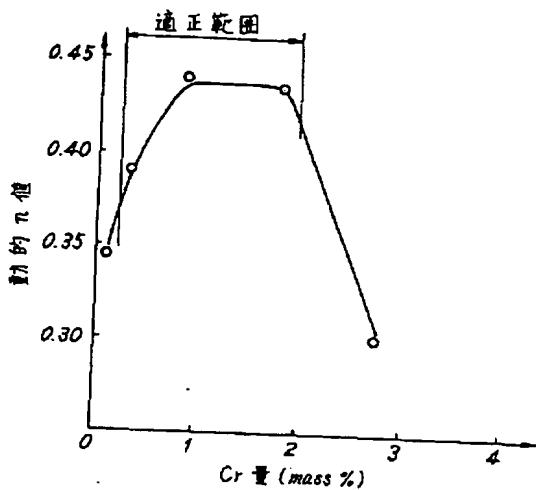
【図4】



【図6】



【図5】




---

フロントページの続き

(72)発明者 三浦 和哉

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 高木 周作

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

(72)発明者 小原 隆史

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内